

This Page Is Inserted by IFW Operations  
and is not a part of the Official Record

## **BEST AVAILABLE IMAGES**

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images may include (but are not limited to):

- BLACK BORDERS
- TEXT CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- FADED TEXT
- ILLEGIBLE TEXT
- SKEWED/SLANTED IMAGES
- COLORED PHOTOS
- BLACK OR VERY BLACK AND WHITE DARK PHOTOS
- GRAY SCALE DOCUMENTS

**IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.**

**As rescanning documents *will not* correct images,  
please do not report the images to the  
Image Problem Mailbox.**



## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **11277246 A**(43) Date of publication of application: **12.10.99**

(51) Int. Cl.

**B23K 10/02**  
**B23K 9/04**  
**B23K 35/30**  
**B23K 35/368**  
**// C22C 29/02**

(21) Application number: **10100571**(71) Applicant: **KURIMOTO LTD**(22) Date of filing: **27.03.98**(72) Inventor: **CHIBA NAOMICHI**

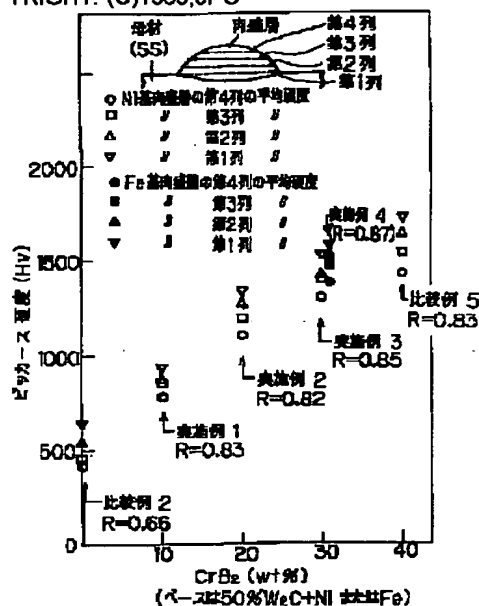
**(54) WEAR RESISTANT CLADDING LAYER BY WELDING AND CLADDING MATERIAL BY WELDING**

**(57) Abstract**

**PROBLEM TO BE SOLVED:** To always guarantee high wear resistance by universally preparing the hardness of a fixed level or more even in any section of cladding by welding at the time of forming high hard cladding layer on a base material by PTA welding or the like.

**SOLUTION:** This layer is composed of a micro structure mainly consisting of a base of Ni or Fe and a ternary multiple compound or precepitation of W, Cr and B. For example, when a powder plasma arc welding method is used, powder of tungsten carbide and chromium boride of 40-80 weight % is incorporated in powder of Ni or Fe, and moreover although the weight % of tungsten carbide in composite powder is always larger than that of chromium boride, chromium boride itself of 10-30 weight % is definitely incorporated. Whereby, extremely high hardness for the cladding layer by welding is obtained and moreover the difference of hardness in the vertical direction within the layer is always controlled to a slight difference.

COPYRIGHT: (C)1999,JPO



(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平11-277246

(43) 公開日 平成11年(1999)10月12日

(51) Int.Cl. <sup>8</sup>	識別記号	F I
B 2 3 K 10/02	5 0 1	B 2 3 K 10/02
9/04		9/04
		5 0 1 A
		S
		M
		N
35/30	3 4 0	35/30
		3 4 0 C

審査請求 未請求 請求項の数 4 F D (全 9 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願平10-100571

(22) 出願日 平成10年(1998)3月27日

(71) 出願人 000142595

株式会社栗本鐵工所

大阪府大阪市西区北堀江1丁目12番19号

(72) 発明者 千葉 尚道

大阪府大阪市西区北堀江1丁目12番19号

株式会社栗本鐵工所内

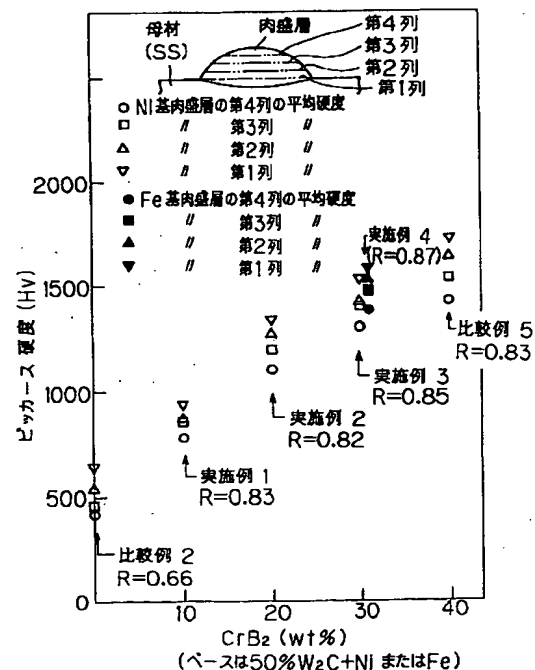
(74) 代理人 弁理士 青野 順三

(54) 【発明の名称】 耐摩耗性の溶接肉盛層および溶接肉盛用材料

(57) 【要約】

【課題】 炭化タングステンなどの大量添加によって溶接肉盛層の硬化を図るが、層内の硬度のバラツキが著しく耐摩耗性の向上を阻害する。

【解決手段】 Ni または Fe の基地と W、Cr、B の三元複合化合物または析出物を主体とするミクロ組織よりなる。たとえば粉末プラズマアーク溶接法によるときは、Ni または Fe 粉末に炭化タングステンおよびホウ化クロムの粉末を 40～80 重量% 含み、かつ、該複合粉末中の炭化タングstenは常にホウ化クロムよりも大きい重量% を占めるが、ホウ化クロム自体が必ず 10～30 重量% は含むことにより、溶接肉盛層にきわめて高い硬度をもたらし、かつ、層内の上下方向の硬度差を常に僅差に抑制することによって課題を解決する。



射被膜を形成するだけであるから、被膜の粒子間に空隙が残る易く緻密さに限界があり、また表面が部分的に酸化され易く、酸素との親和力が強い金属粉末を配合するには限界がある。何れにしても粒子と粒子とは相互に無関係に堆積するだけで、単体としての硬度向上はあっても化合物生成による硬度の飛躍的な強化は望み難い。粒子と素地とも冶金的に無関係であり、素地の表面の凹凸に単に粉末が食込んだ物理的な付着に過ぎないから、高度な一体的結合は望み得ず、単純に静的な耐摩耗性に適性が認められたとしても、動的なアブレーション摩耗などには擦過、剥離の懸念が高く、被膜の膜厚も高々数百ミクロン単位であるから耐摩耗性部品の表面処理としての用途は限定される。

表 1

化合物	融点(°C)	硬度(Hv)	密度(g/cm <sup>3</sup> )
W <sub>2</sub> C	2795	3000	17.20
WC	2785	1800	15.77
CrB <sub>2</sub>	2200	2100	5.60
CrB	2100	1250	6.11
参考Ni	1455	約120	8.90
参考Fe	1516	約100	7.86

【0010】基地となるNiのビッカース硬度Hv（以下、単に硬度という）が約120、Feが約100に対して、W<sub>2</sub>C3000、WCでも1800であるから、均等に基地中へ炭化タングステンが分布しておれば、溶接肉盛層全体の硬度、従って耐摩耗性が飛躍的に向上することは万人が予見するところである。従来技術のすべてはこの原点に立ち、炭化タングステン添加の溶接肉盛層によって耐摩耗性が向上することに疑念を挟む余地はなかった。しかしNi粉末に対しW<sub>2</sub>Cを30、50、70%とそれぞれ配合比を変えた粉末でPTA溶接を行ない、溶接肉盛層の上下で水平に分断して各断層毎に硬度を測定してみると、意外に深刻な課題に衝き当たる。

【0011】図7は代表例として30%Ni+70%W<sub>2</sub>Cの各断層の硬度の測定結果を示したもので、母材のSS400材に若干溶け込んだ第1列の平均硬度が1107であるのに対し、上段に進むほど平均硬度が低下し、各列の平均硬度は974、699、534と極度に低下を続け、4列それぞれの平均硬度をさらに総平均した硬度は861に留まった。

【0012】図8は前記測定値に加え、さらに50%、30%とW<sub>2</sub>C配合量を変動して溶接肉盛層の上下で分断する水平断面の平均硬度との相関を示した図表であり、W<sub>2</sub>C添加量増大と共に全体としての硬度は上昇しつつも、それ以上に溶接肉盛層内の硬度のバラツキが拡大する悪しき傾向が昂進し、R（平均硬度の最低値/平

【0008】これに対してPTA溶接は溶接ビードも平滑で耐摩耗性も良好であり、多様なアブレッシーブな摩耗に直面する耐摩耗面の形成に好適である。しかし、より高度な耐摩耗性を求められる今日、公知手段である高硬度の炭化タングステンの分散硬化だけでは必ずしも対応し切れなくなっている。すなわち、PTA溶接による溶接用粉末として、NiまたはFeをベースに大量の炭化タングステンを配合する従来技術も、表1が示唆するように、基地金属と添加化合物の密度差（比重差）による問題が浮上する。

【0009】

【表1】

均硬度の最高値）が急速に減少して肉盛層の耐摩耗性のバランスが喪失されていく状態を示唆する。

【0013】この甚だしい硬度差が発生する原因は、配合成分の比重の差によるものと解釈される。表1において密度（g/cm<sup>3</sup>）をみると、基地であるNiが8.90、Feが7.86であるのに対し、W<sub>2</sub>Cが17.20、WCが15.77であり、かかる大差があれば、PTA溶接の僅かな溶融時間内においても著しく融点の高くかつ質量の大きい炭化タングステンの大半は未溶解のまま溶融プール内を沈降するし、また、溶融した炭化タングステンも沈降することは理の当然と言える。

【0014】PTA溶接法による溶接肉盛層の形成において、硬度強化のために慣用化した炭化タングステンの大量添加に代えて、ホウ化クロム添加で置換する手段も従来技術の1つである。ホウ化クロムも炭化タングステンと類似の特性を具え、冶金学的にほぼ同等の挙動を見せることは周知である。この場合、ホウ化クロムは炭化タングステンと違って密度が小さく、CrB<sub>2</sub>で5.60g/cm<sup>3</sup>と基地のNi密度よりむしろ小さいから、溶融プール内で直ちに沈降する懸念は小さい。しかし、80%のNiへ20%のCrB<sub>2</sub>を単独配合したところ、図9のようにその硬度分布は最高で734、最低で668と密度が小さいだけに溶接肉盛層内の硬度のバラツキこそ小さいものの、総平均の硬度は700程度であり、単独添加の限界を示すに留まる。

表 2

	プラズマ粉末溶接 粉末材料(wt%)		ビード外観	溶接割れ発生状況	ビッカース かたさ (HV)	かたさ 最低/最高 R	耐摩耗倍率 ※	耐摩耗倍率 上部/下部
本願実施形態	実施例 1	50%W <sub>2</sub> C+ 10%CrB <sub>2</sub> +40%Ni	表面が滑らかで良好	表面に開口した小 さな割れ有	7 8 2 9 4 2	0. 8 3	5. 1 6. 2	0. 8 2
	実施例 2	50%W <sub>2</sub> C+ 20%CrB <sub>2</sub> +30%Ni	表面が滑らかで良好	表面に開口した割 れ有	1 1 0 3 1 3 3 8	0. 8 2	9. 6 1 1. 8	0. 8 1
	実施例 3	50%W <sub>2</sub> C+ 30%CrB <sub>2</sub> +20%Ni	表面が滑らかで良好	表面に開口した大 きな割れ有	1 3 0 4 1 5 3 0	0. 8 5	1 7. 8 2 1. 1	0. 8 4
	実施例 4	50%W <sub>2</sub> C+ 30%CrB <sub>2</sub> +20%Fe	表面が滑らかで良好	表面に開口した大 きな割れ有	1 3 8 4 1 5 8 4	0. 8 7	2 0. 4 2 2. 9	0. 8 9
従来技術など	比較例 1	30%W <sub>2</sub> C+ 70%Ni	通常の良好な形状	割れ無	3 2 1 5 2 0	0. 6 2	1. 8 2. 7	0. 6 7
	比較例 2	50%W <sub>2</sub> C+ 50%Ni	表面に細かい凸凹模様	内部に小さな割れ 有	4 2 4 6 4 6	0. 6 6	2. 5 4. 8	0. 5 2
	比較例 3	70%W <sub>2</sub> C+ 30%Ni	表面に細かい凸凹模様	表面に開口した大 きな割れ有	5 3 4 1 1 0 7	0. 4 8	3. 4 3. 9	0. 3 8
	比較例 4	80%W <sub>2</sub> C+ 20%CrB <sub>2</sub>	表面が滑らかで良好	表面に開口した小 さな割れ有	7 1 8 6 8 0	0. 9 4	3. 9 3. 5	1. 1 1
	比較例 5	50%W <sub>2</sub> C+ 40%CrB <sub>2</sub> +10%Ni	表面が滑らか	表面に開口した大 きな割れ多数、剥 離の可能性あり	1 4 3 1 1 7 2 2	0. 8 3	剥離し、 試験不可	
	比較例 6	高クロム鋳鉄 3%C+0. 8%Si+0. 4%Mn +27%Cr+1%Ni+残Fe	鋳物業材		7 4 0		3. 7	

かたさおよび耐摩耗倍率について、上段の数字：溶接金属上部のデータ、下段の数字：下部のデータを示す。  
※耐摩耗倍率は S S 1 0 0 を 1 とする。

【0022】溶接条件は溶接電流 1 7 0 A、溶接電圧 2 3 V、溶接速度 7 0 mm/分（ただし摩耗試験用試料は溶接速度を 4 0 mm/分に下げてウェービングを行った。）であり、板厚 2 5 mm の S S 4 0 0 の鋼板上へ P T A 溶接を行なった。

【0023】表 2 のうち、比較例 1～3 はすでに図 8 に説明した炭化タングステン単独配合の従来技術であり、比較例 4 は図 9 で説明したホウ化クロム単独配合の従来技術である。比較例 1、2 は硬度が 7 0 0 を超える測定点がなく、比較例 3 は硬度の総平均が 8 6 1 であるが各断面の平均最低硬度（5 3 4）は平均最高硬度（1 1 0 7）の 0. 4 8 に過ぎず、比較例 4 は密度が小さいだけにこの比率が 0. 9 4 とバラツキが小さい反面、総平均は 7 0 0 程度で単独添加の限界を示すデータとなっている。

【0024】比較例 5 は溶接肉盛に剥離を予見させる大きな割れが多数認められ、炭化タングステン+ホウ化クロム合計量の限界（8 0 %）を特定させた。比較例 6 は代表的な耐摩耗性材である高 C r 鋳鉄であり、耐摩耗倍率が 3. 7 で充分でなく、また、製品全体が脆くて使用条件に厳しい制約があることは周知の通りである。

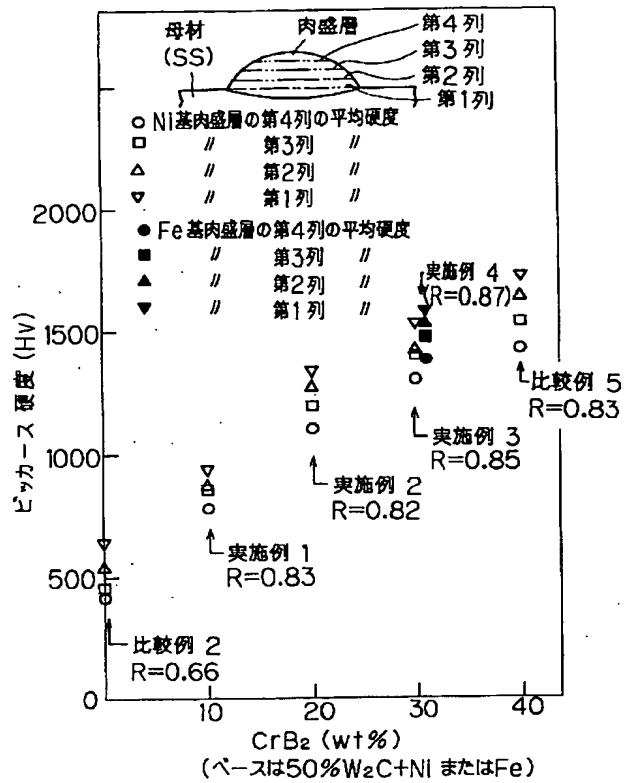
【0025】本発明の実施形態の硬度分布の代表例として図 2 に 3 0 % N i + 5 0 % W<sub>2</sub>C + 2 0 % C r B<sub>2</sub>（表 2 の実施例 2）を示す。図のように 4 分割した各列の平均硬度の最低（1 1 0 3）と最高（1 3 3 8）との比率 R は 0. 8 2 であり、個別の硬度の最低値も 1 0 1 2 であった。同様に実施例 1～4 について測定した結果を総括したのが図 1 であり、4 分割した各断面の平均硬度と

平均硬度の最低/最高、すなわち R を示している。黒く塗り潰したのは F e ベースの実施形態であり、ほぼ類似した数値を示している。

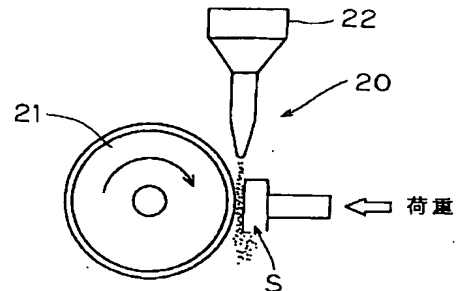
【0026】摩耗試験は図 3 に示すように A S T M G 6 5 規格に準じて製作した円板回転式加圧摩耗試験機 2 0 を使用して測定した。図中、1 2 0 r. p. m の速度で回転するラバーホイール 2 1 の円周部に 8. 8 k g f の荷重で試験片 S を押圧し、ラバーホイール 2 1 と試験片 S 表面間へ研削粉末としてサンドホップ 2 2 から 6 号珪砂を 3 0 0 g / 分加えた加圧摩耗試験によって各試験片毎の耐摩耗性を比較した。表 2 における耐摩耗倍率は、各試験片の溶接肉盛層を上下 2 ヲ所て水平に切り取った断面でそれぞれ測定した数値を S S 材を 1. 0 として換算して示し、C r B<sub>2</sub>% の増加と共に耐摩耗性も大幅に増加することを立証している。しかも、一つの試験片毎に上下の耐摩耗倍率を比較して見ると最低/最高の硬度比率とはほぼ同じ比率が求められ、硬さの変動と整合した小さい変動を示している。対照的に比較例では硬度の大幅な低下がそのまま耐摩耗倍率の低下と一致し、本発明材料の優位性をさらに確認するデータを示している。

【0027】本発明の特徴は、溶接肉盛層の上部、下部を問わず断面の全域に亘ってほぼ近似した高硬度によってバランスよく硬化されている点にあるが、その理由の一つとしては、炭化タングステンとホウ化クロムを組合わせた適切な添加割合によって、基地である N i または F e より密度の大きい炭化タングステンが溶融プール中で沈降することにより溶接肉盛層上部の硬度が低下するのを密度の小さいホウ化クロムが補うことが挙げられ

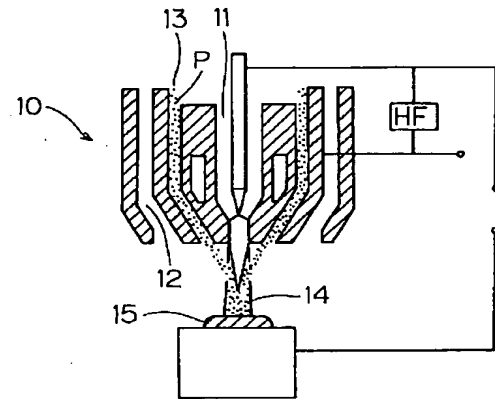
【図 1】



【図 3】

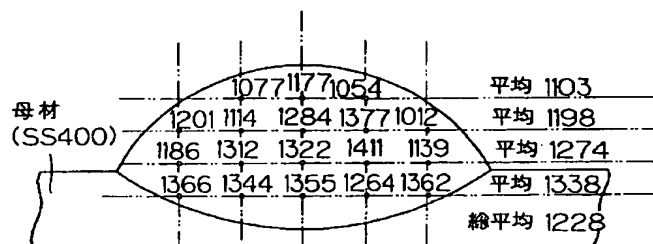


【図 6】

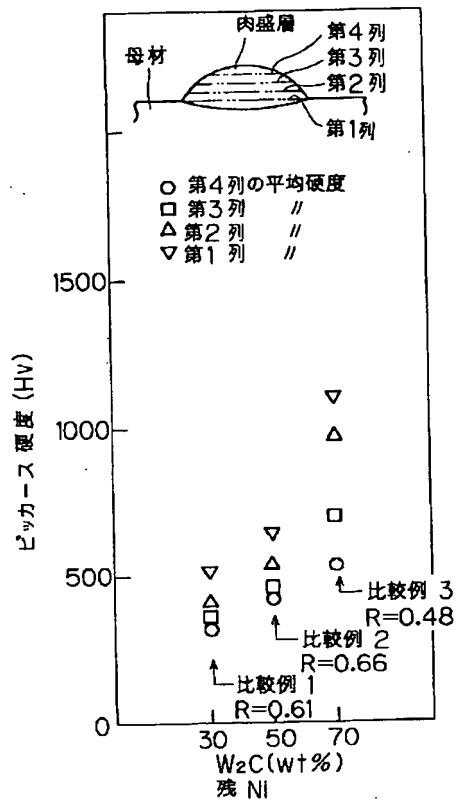


【図 2】

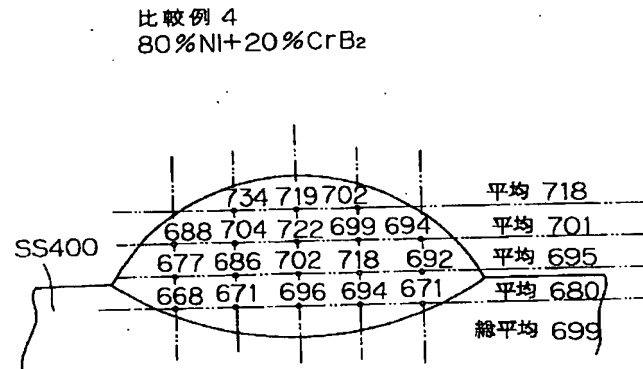
実施例 2  
30%Ni+50%W<sub>2</sub>C+20%CrB<sub>2</sub>



【図 8】



【図 9】



フロントページの続き

(51) Int. Cl.<sup>6</sup> 識別記号

B 2 3 K 35/30 3 4 0

35/368

// C 2 2 C 29/02

F I

B 2 3 K 35/30 3 4 0 L

35/368 E

C 2 2 C 29/02 C